

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 07090380  
PUBLICATION DATE : 04-04-95

APPLICATION DATE : 17-09-93  
APPLICATION NUMBER : 05253690

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KOYASU YOSHIRO;

INT.CL. : C21D 9/28 C21D 6/00 C21D 8/00 C22C 38/00 C22C 38/16

TITLE : PRODUCTION OF INDUCTION-HARDENED PART

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a method for producing an induction-hardened part from which quenching cracks are prevented and having excellent torsion strength.

CONSTITUTION: Steel stock having a compsn. contg. 0.4 to 0.8% C, 0.3 to 1.70% Mn, 0.005 to 0.15% S, 0.015 to 0.05% Al, 0.01 to 0.3% Nb, 0.005 to 0.05% Ti, 0.0005 to 0.005% B and 0.002 to 0.02% N, and/or specified amounts of one or  $\geq$ two kinds among Cr, Mo, Ni and V and/or specified amounts of one or  $\geq$ two kinds of Ca and Pb and in which the contents of Si, P, Cu and O are reduced is heated to a forging temp. at a temp. rising time of  $\leq 30$ min, is forged in an austenitic temp. range of  $\leq 1000^{\circ}\text{C}$ , is thereafter cooled from the forging temp. to  $500^{\circ}\text{C}$  at the average cooling rate of  $\geq 0.5^{\circ}\text{C/sec}$  and is subsequently subjected to induction hardening-tempering.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-90380

(43) 公開日 平成7年(1995)4月4日

(51) Int.Cl. <sup>8</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/28	A			
6/00	S	9269-4K		
8/00	A	7217-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
38/16				

審査請求 未請求 請求項の数3 F D (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願平5-253690

(22) 出願日 平成5年(1993)9月17日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 越智 達朗

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式  
会社室蘭製鐵所内

(72) 発明者 子安 善郎

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式  
会社室蘭製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 萩原 康弘 (外1名)

(54) 【発明の名称】 高周波焼入れ部品の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、焼き割れを防止しかつ160kgf/mm<sup>2</sup>以上の優れた張り強さを有する高周波焼入れ部品の製造方法を提供する。

【構成】 C:0.4~0.8%, Mn:0.3~1.70%, S:0.005~0.15%, Al:0.015~0.05%, Nb:0.01~0.3%, Ti:0.005~0.05%, B:0.0005~0.005%, N:0.002~0.02%他を含有し、さらに又は特定量のCr、Mo、Ni、Vの1種または2種以上、さらに又は特定量のCa、Pbの1種または2種以上を含有し、Si、P、Cu、Oを低減した鋼素材を30分以内の昇温時間で鍛造温度に加熱し、1000℃以下のオーステナイト温度域で鍛造後、鍛造温度~500℃間を0.5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、その後高周波焼入れ-焼戻しを行うことを特徴とする焼き割れの少ない高周波焼入れ部品の製造方法。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比として、

C : 0.4~0.8%  
 Mn : 0.3~1.70%  
 S : 0.005~0.15%  
 Al : 0.015~0.05%  
 Nb : 0.01~0.3%  
 Ti : 0.005~0.05%  
 B : 0.0005~0.005%  
 N : 0.002~0.02%

を含有し、

Si : 0.15%以下、P : 0.020%以下、Cu : 0.05%以下、O : 0.002%以下に制限し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなる鋼素材を30分以内の昇温時間で鍛造温度に加熱し、1000℃以下のオーステナイト温度域で鍛造後、鍛造温度~500℃間を0.5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、その後高周波焼入れ-焼戻しを行うことを特徴とする高周波焼入れ部品の製造方法。

【請求項2】 鋼がさらに、

Cr : 0.05~1.5%  
 Mo : 0.05~0.5%  
 Ni : 0.1~3.5%  
 V : 0.03~0.5%の1種または2種以上を含有する請求項1記載の高周波焼入れ部品の製造方法。

【請求項3】 鋼がさらに、

Ca : 0.0005~0.010%  
 Pb : 0.05~0.5%の1種または2種を含有する請求項1または請求項2記載の高周波焼入れ部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は高周波焼入れ部品の製造方法にかわり、さらに詳しくは、機械部品として優れた振り強さを有し、かつ製造時に焼き割れを起こしにくい高周波焼入れ部品の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 自動車の動力伝達系を構成する軸形状を有する部品は、近年の自動車エンジンの高出力化にともない、これらの部品の高強度化（振り強さの向上）の指向が強い。これらの機械部品は、通常中炭素鋼を所定の部品形状に成形加工し、高周波焼入れ-焼戻しを施して製造されている。高周波焼入れシャフトの高強度化に関しては、特開平4-218641号公報に、Si : 0.05%以下、Mn : 0.65超1.7以下である低S1と高Mnを特徴とする特定成分系の高強度軸部品用鋼材を用いることにより、スプライン部付き材で140~160kgf/mm<sup>2</sup>の振り強度が得られることが示されている。このように現状で実現できる振り強度の最大は約160kgf/mm<sup>2</sup>である。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、前記した振り強度160kgf/mm<sup>2</sup>のレベルは、自動車の動力伝達系部品の強さレベルとして十分であるとは言えないのが現状である。ここで、高周波焼入れ材では、高強度化にともなう焼き割れが発生しやすくなり、その抑制が現在重要な課題の一つとなっている。そこで、本発明の目的は、焼き割れを防止しつつ160kgf/mm<sup>2</sup>以上の優れた振り強さを有する高周波焼入れ部品の製造方法を提供しようとするものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】 本発明者らは、焼き割れを防止しつつ高周波焼入れにより優れた振り強さを実現し得る機械部品を実現するために、鋭意検討を行い次の知見を得た。

(1) 高周波焼入れ材の振り強さは、高C化と焼入れ性の向上により、顕著に向上する。しかしながら、高C化と焼入れ性を向上させると、焼き割れが発生する危険が大きくなる。

20 【0005】 (2) 焼き割れは旧オーステナイト粒界割れを呈しており、焼き割れを防止するためには、次の各点がポイントである。

- 1) Ti-B添加
- 2) P、Cu、O量の低減
- 3) フェライト地を強化し焼き割れ感受性を高めるS1を低減する。
- 4) 高周波焼入れ後の旧オーステナイト粒径を次の方法の組み合わせにより細粒化する。

・Nb添加による炭窒化物生成。  
 30 ・高周波焼入れの前に1000℃以下のオーステナイト温度域で鍛造し、高周波焼入れの前の組織の微細化をはかる。

【0006】 (3) 高周波焼入れの前の鍛造加熱-冷却時にMn、Cr、Mo等がセメンタイト中にとけ込み、焼入れ性が低下する危険性があるので、鍛造加熱時の昇温および冷却を迅速に行う。なお、これにより、高周波焼入れの前の組織の微細化も促進される。

【0007】 (4) また、Al等の炭窒化物生成元素は同時に酸化物系介在物を生成し、焼き割れ感受性を高めるため、酸素量を低減する。本発明は以上の新規なる知見にもとづいてなされたものであって、その要旨とするところは、重量比として、

C : 0.4~0.8%  
 Mn : 0.3~1.70%  
 S : 0.005~0.15%  
 Al : 0.015~0.05%  
 Nb : 0.01~0.3%  
 Ti : 0.005~0.05%  
 B : 0.0005~0.005%  
 50 N : 0.002~0.02%

を含有し、

Si: 0.15%以下、P: 0.020%以下、Cu: 0.05%以下、O: 0.002%以下に制限し、さらにまたは、

Cr: 0.05~1.5%

Mo: 0.05~0.5%

Ni: 0.1~3.5%

V: 0.03~0.5%の1種または2種以上を含有し、さらにまたは、

Ca: 0.0005~0.010%

Pb: 0.05~0.5%

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼素材を30分以内の昇温時間で鍛造温度に加熱し、1000℃以下のオーステナイト温度域で鍛造後、鍛造温度~500℃間を0.5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、その後高周波焼入れ-焼戻しを行うことを特徴とする高周波焼入れ部品の製造方法にある。

【0008】

【作用】以下に、本発明を詳細に説明する。最初に、本発明対象鋼として、成分含有範囲を上記の如く限定した理由について説明する。まず、Cは機械部品としての最終製品の強度を増加させるのに有効な元素であるが、0.4%未満では最終製品の強度が不足し、また0.8%を超えるとむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、含有量を0.4~0.8%とした。次に、Mnは焼入れ性の向上を通じて、最終製品の強度を増加させるのに有効な元素であるが、0.3%未満ではこの効果が不十分である。一方、1.7%超では、1000℃以下のオーステナイト温度域での鍛造荷重が顕著に大きくなる。以上の理由でMnの含有量を0.3~1.7%とした。

【0009】次に、Sは鋼中でMnSとして存在し、被削性の向上および組織の微細化に寄与するが、0.005%未満ではその効果は不十分である。一方、0.15%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性の劣化及び異方性の増加を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.005~0.15%とした。次に、Alは脱酸元素および結晶粒微細化元素として添加するが、0.015%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.05%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.015~0.05%とした。

【0010】Nbは鋼中で炭空化物形成することによる高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として添加する。しかしながら、0.01%未満ではその効果は不十分であり、一方、Nb: 0.30%超では、その効果は飽和し、このような過剰添加は経済性の観点から好ましくない。以上の理由から、Nbの含有量を0.01%~0.3%とした。Tiもやはり鋼中でNと結合してTiNとなるが、これによる1) 高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化、および2) 固溶

Nの完全固定によるBN析出防止、つまり固溶Bの確保を目的として添加する。しかしながら、0.005%未満ではその効果は不十分である。一方、0.05%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.005~0.05%とした。

【0011】Bは固溶状態でオーステナイト粒界に粒界偏析し、P、Cu等の粒界不純物を粒界から追い出すことにより粒界強度を増加させることを狙いとして添加する。しかしながら、0.0005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.05%を超える過剰添加は、むしろ粒界脆化を招くので、その含有量を0.0005~0.005%とした。さらに、NはAlN等の炭空化物析出による高周波加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として添加するが、0.002%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.02%超では、その効果は飽和しむしろBNを形成して固溶Bの減少を招くので、その含有量を0.002~0.02%とした。

【0012】一方、Siは、焼入れ性増加の効果は小さく、逆にフェライト地を強化することによって焼き割れ感受性を高めるとともに、1000℃以下のオーステナイト温度域での鍛造荷重を増加させる元素である。これらの悪影響は0.15%超で特に顕著になるため、0.15%を上限とした。Pはオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、粒界強度を低下させて振り応力下での脆性破壊を起こし易くし、そのため強度を低下させる。特にPが0.02%を超えると強度低下が顕著となるため、0.02%を上限とした。なお、より一層高強度化を指向する場合は、Pの含有量を0.009%以下とするのが望ましい。

【0013】また、CuもPと同様オーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、強度低下の原因となる。特にCuが0.05%を超えると強度低下が顕著となるため、0.05%を上限とした。さらに、Oは粒界偏析を起こし粒界脆化を起こすとともに、鋼中で硬い酸化物系在物を形成し、振り応力下での脆性破壊を起こし易くし、強度低下の原因となる。特にOが0.0020%を超えると強度低下が顕著となるため、0.0020%を上限とした。

【0014】請求項2は、Cr、Mo、Ni、V添加により、1) 焼入れ性の向上による高周波焼入れ硬さの増加、硬化層深さの増加および2) オーステナイト粒界に粒界偏析を起こすことによる粒界強度増加または粒界近傍の靱性改善による脆性破壊防止により一層の高強度化と焼き割れ防止を図った鋼である。しかしながら、Cr: 0.05%未満、Mo: 0.05%未満、Ni: 0.15%未満、V: 0.03%未満ではこの効果は不十分である。一方、Cr: 1.5%超、Mo: 0.5%超、Ni: 3.5%超、V: 0.5%超ではこの効果は飽和し、このような過剰添加は経済性の観点から好ましくない。以上の理由から、これらの含有量をCr: 0.

0.5~1.5%、Mo:0.05~0.5%、Ni:0.1~3.5%、V:0.03~0.5%とした。なお、V添加は析出強化による芯部硬さの増加による強度増加の効果も有している。

【0015】請求項3は、高周波焼入れ部品の製造工程において加工性に優れた製造方法に関する発明である。本発明鋼では、被削性向上を目的としてCa、Pbの1種または2種を含有させることが出来る。なお、Caは被削性向上だけでなく、鋼中でPと結合して燐化物を生成し、Pの粒界偏析量を低減し粒界強度を増加させる効果も有している。しかしながら、Ca含有量が0.0005%未満、Pb含有量が0.05%未満ではこれら効果は不十分であり、一方、Ca:0.01%超、Pb:0.50%超では、これらの効果は飽和し、このような過剰添加は経済性の観点から好ましくない。以上の理由から、これらの含有量を、Ca:0.0005~0.010%、Pb:0.05~0.5%とした。

【0016】次に、本発明においては、上記の鋼素材を、30分以内の昇温時間で鍛造温度に加熱し、1000℃以下のオーステナイト温度域で鍛造後、鍛造温度~500℃間を0.5℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、その後高周波焼入れ-焼戻しを行うのであるが、製造方法を限定した理由について述べる。高周波焼入れの前に1000℃以下のオーステナイト温度域で鍛造するのは、オーステナイト域での加工再結晶を活用し、高周

波焼入れの前の組織の微細化をはかり、高周波焼入れ時の焼き割れを抑制するためである。しかしながら、鍛造温度が1000℃超ではこの効果が小さいので、鍛造温度を1000℃以下とした。ここで、高周波焼入れの前の鍛造加熱-冷却時にMn、Cr、Mo等がセメンタイト中にとけ込み、十分な焼入れ性の確保が困難になる。この現象は昇温時間30分超、および鍛造温度~500℃間の平均冷却速度0.5℃/秒未満で特に顕著になるため、鍛造温度までの昇温時間を30分以内、および鍛造温度~500℃間の平均冷却速度を0.5℃/秒以上とした。以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

【0017】

【実施例】表1~2の組成を有する直径50mmφの棒鋼を、表3に示す条件で減面率50%の鍛造を行い、平行部が20mmφの振り試験片に機械加工した。その後、周波数30KHz、加熱条件1050℃×4秒の条件で高周波焼入れを行い、170℃×1時間の条件で焼戻しを行った。これらの試料について焼き割れの有無を調べ、焼き割れを起こしていないものについて振り試験を行った。振り強度評価用の試験片として平行部が16mmφで中央部に先端R0.25mm、深さ2mmの切り欠きを有する切り欠き付き振り試験片を用いた。

【0018】

【表1】

(5)

特開平7-90380

区分		供試材の化学組成 (wt%)																	
		C	Mn	S	Al	Nb	Ti	B	N	Si	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	V	Ca	Pb
第1 発明例	A	0.45	0.60	0.067	0.037	0.021	0.021	0.0022	0.0041	0.05	0.008	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	-
	B	0.54	0.50	0.007	0.031	0.022	0.023	0.0022	0.0037	0.03	0.013	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-
	C	0.57	1.30	0.025	0.028	0.020	0.019	0.0029	0.0053	0.02	0.010	0.02	0.0008	-	-	-	-	-	-
第2 発明例	D	0.46	0.75	0.083	0.021	0.020	0.007	0.0015	0.0032	0.07	0.003	0.01	0.0017	0.41	-	-	-	-	-
	E	0.53	0.52	0.007	0.034	0.020	0.020	0.0023	0.0040	0.03	0.012	0.01	0.0014	0.68	0.10	-	0.16	-	-
	F	0.53	1.40	0.092	0.021	0.053	0.029	0.0035	0.0079	0.07	0.017	0.03	0.0011	-	0.12	-	-	-	-
第3 発明例	G	0.57	1.31	0.026	0.032	0.021	0.021	0.0024	0.0041	0.02	0.010	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	-	-	-
	H	0.60	0.51	0.056	0.036	0.025	0.048	0.0029	0.0161	0.03	0.007	0.02	0.0009	0.78	0.10	0.3	0.10	-	-
	I	0.47	0.58	0.065	0.032	0.024	0.024	0.0021	0.0044	0.03	0.012	0.01	0.0011	-	-	-	-	-	0.21
	J	0.52	0.52	0.009	0.034	0.018	0.031	0.0024	0.0039	0.05	0.015	0.01	0.0016	-	-	-	-	0.0013	0.15
	K	0.56	1.26	0.028	0.031	0.027	0.022	0.0021	0.0061	0.04	0.011	0.02	0.0011	-	-	-	-	0.0019	-
	L	0.45	0.77	0.045	0.035	0.153	0.009	0.0020	0.0041	0.08	0.012	0.01	0.0017	0.52	-	-	-	0.0015	-
	M	0.53	0.61	0.009	0.030	0.021	0.025	0.0025	0.0051	0.03	0.009	0.01	0.0014	0.73	0.09	-	0.07	-	0.14
	N	0.56	1.20	0.025	0.030	0.023	0.045	0.0021	0.0142	0.04	0.011	0.01	0.0009	0.05	0.15	-	-	0.0015	0.20
	O	0.61	0.53	0.063	0.035	0.022	0.010	0.0012	0.0061	0.03	0.012	0.02	0.0011	0.91	0.09	0.5	0.09	0.0013	0.21

[0019]

[表2]

区分	鋼No	供 試 材 の 化 学 組 成 (wt%)														Ca	Pb
		C	Mn	S	Al	Nb	Ti	B	N	Si	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	V
比較鋼	P	0.34	0.53	0.021	0.031	0.021	0.021	0.0019	0.0042	0.08	0.012	0.01	0.0017	-	-	-	-
	Q	0.87	0.78	0.045	0.033	0.024	0.021	0.0021	0.0041	0.03	0.011	0.01	0.0011	-	-	-	-
	R	0.52	1.31	0.024	0.030	<0.001	0.019	0.0023	0.0046	0.04	0.012	0.01	0.0009	-	-	-	-
	S	0.55	0.83	0.009	0.030	0.020	0.031	0.0002	0.0039	0.03	0.017	0.01	0.0016	-	-	-	-
	T	0.53	0.79	0.011	0.028	0.017	0.021	0.0082	0.0062	0.04	0.014	0.01	0.0013	-	-	-	-
	U	0.55	1.31	0.025	0.025	0.021	0.002	0.0023	0.0061	0.03	0.012	0.02	0.0011	-	-	-	-
	V	0.58	1.34	0.041	0.033	0.018	0.018	0.0025	0.0056	0.31	0.017	0.02	0.0011	-	-	-	-
	W	0.52	0.75	0.012	0.031	0.021	0.025	0.0025	0.0041	0.03	0.032	0.01	0.0013	-	-	-	-
	X	0.48	1.01	0.042	0.033	0.020	0.024	0.0022	0.0041	0.05	0.008	0.09	0.0012	-	-	-	-
	Y	0.53	1.35	0.021	0.028	0.021	0.019	0.0023	0.0043	0.03	0.011	0.02	0.0026	-	-	-	-

【0020】

【表3】



区 分	鍛造条件 No	鍛造温度まで の昇温時間 (分)	鍛造温度 (℃)	鍛造温度～500℃間 の平均冷却速度 (℃/秒)
本発明法	(1)	20	900	0.8
本発明法	(2)	20	800	0.8
比較例	(3)	20	1100	0.8
比較例	(4)	60	900	0.8
比較例	(5)	20	900	0.3

【0021】表4および5に各鋼材の振り強さ評価結果を、高周波加熱時の焼き割れの有無とあわせて示す。表4および5から明らかなように、本発明法による試料はいずれも160kgf/mm<sup>2</sup>以上の優れた振り強さを有し、かつ焼き割れ感受性が小さいことがわかる。一方、比較例4は鍛造温度までの昇温時間が本発明の範囲を上回った場合であり、比較例9、20は鍛造温度～500℃間の平均冷却速度が本発明の範囲を下回った場合であり、いずれも160kgf/mm<sup>2</sup>以上の振り強さを達成していない。また比較例22はCの含有量が本発明の範囲を下回った場合であり、160kgf/mm<sup>2</sup>

以上の振り強さを達成していない。

【0022】次に、比較例24、25、27はNb、B、Tiの含有量がそれぞれ本発明の範囲を下回った場合であり、比較例23、26、28、29、30、31はC、B、Si、P、Cu、Oの含有量がそれぞれ本発明の範囲を上回った場合であり、さらに比較例3、8は鍛造温度が本発明の範囲を上回った場合であり、いずれも焼き割れが発生している。

【0023】

【表4】

区 分	記号	鋼 No	鍛造条件 No	焼割の有無	張り強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )
第1発明例	1	A	(1)	無	162
第1発明例	2	B	(1)	無	167
比較例	3	B	(3)	有	—
比較例	4	B	(4)	無	155
第1発明例	5	C	(2)	無	169
第2発明例	6	D	(2)	無	165
第2発明例	7	E	(2)	無	168
比較例	8	E	(3)	有	—
比較例	9	E	(5)	無	157
第2発明例	10	F	(1)	無	173
第2発明例	11	G	(1)	無	174
第2発明例	12	H	(1)	無	172
第3発明例	13	I	(2)	無	165
第3発明例	14	J	(2)	無	167
第3発明例	15	K	(2)	無	171
第3発明例	16	L	(2)	無	166
第3発明例	17	M	(1)	無	169
第3発明例	18	N	(1)	無	169
比較例	19	N	(3)	有	—
比較例	20	N	(5)	無	157

【0024】

【表5】

区 分	記号	鋼 No	鍛造条件 No	焼割の有無	振り強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )
第3発明例	21	O	(1)	無	177
比較例	22	P	(1)	無	148
比較例	23	Q	(1)	有	—
比較例	24	R	(1)	有	—
比較例	25	S	(1)	有	—
比較例	26	T	(1)	有	—
比較例	27	U	(1)	有	—
比較例	28	V	(1)	有	—
比較例	29	W	(1)	有	—
比較例	30	X	(1)	有	—
比較例	31	Y	(1)	有	—

【0025】

【発明の効果】以上述べたごとく、本発明法を用いれば、 $160\text{ kgf/mm}^2$ 以上の優れた振り強さを有し、かつ焼き割れの少ない高周波焼入れ部品の製造が可

能であり、近年の自動車エンジンの高出力化を許容し得る動力伝達系部品の製造が可能となり産業上の効果は極めて顕著なるものがある。

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**